

This Page Is Inserted by IFW Operations
and is not a part of the Official Record

BEST AVAILABLE IMAGES

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images may include (but are not limited to):

- BLACK BORDERS
- TEXT CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES
- FADED TEXT
- ILLEGIBLE TEXT
- SKEWED/SLANTED IMAGES
- COLORED PHOTOS
- BLACK OR VERY BLACK AND WHITE DARK PHOTOS
- GRAY SCALE DOCUMENTS

IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.

**As rescanning documents *will not* correct images,
please do not report the images to the
Image Problem Mailbox.**

EUROPEAN PATENT OFFICE

Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 55141526
 PUBLICATION DATE : 05-11-80

APPLICATION DATE : 18-04-79
 APPLICATION NUMBER : 54048374

APPLICANT : KAWASAKI STEEL CORP;

INVENTOR : SATO SUSUMU;

INT.CL. : C21D 9/46 // C22C 38/12 C22C 38/16
 C22C 38/18

TITLE : PRODUCTION OF HIGH TENSION
 COLD-ROLLED STEEL PLATE FOR
 DEEP DRAWING

ABSTRACT : PURPOSE: To obtain high tension cold rolled steel plate excelling in deep drawing performance, aging resistance and curing performance for baking paint, by recrystallizing a low carbon cold rolled steel of specified composition containing C, Nb, etc. at a specified temperature, and slowly cooling at specified cooling rate.

CONSTITUTION: A low carbon cold rolled steel plate containing C, <0.01wt%; <0.2wt% Si; <1wt% Mn; 0.01–0.08wt% Al; <0.1wt% P; <0.01wt% N; and Nb in the range defined by the formula I when the reeling temperature is 600°C or more, or in the range defined by the formula II when the reeling temperature is up to 600°C; and, if necessary, one or two or more kinds selected from, for example, Ni, Cr (when two or more kinds are used, Ca, rare earth elements, B, etc., in specified amounts, totaling to 0.1% or less) is recrystallized at 900°C or less, and cooled down to 400°C at a cooling rate of 50°C/sec or less or at a cooling rate of 50°C/sec or more, and then slowly cooled from 400–200°C at a rate of 10°C/sec or less. Thus, the captioned cold rolled steel plate suited to steel plate for use in automobile having a high strength may be obtained.

COPYRIGHT: (C)1980,JPO&Japio

⑨ 日本国特許庁 (JP)

⑩ 特許出願公開

⑪ 公開特許公報 (A)

昭55-141526

⑫ Int. Cl.³
 C 21 D 9/46
 // C 22 C 38/12
 38/16
 38/18

識別記号
 CBA
 CBA
 CBA

府内整理番号
 7141-4K
 6339-4K

⑬ 公開 昭和55年(1980)11月5日
 発明の数 1
 審査請求 未請求

(全 13 頁)

⑭ 深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法

千葉市貝塚町1327-314

⑮ 特 願 昭54-48374

⑯ 発明者 佐藤進

⑰ 出 願 昭54(1979)4月18日

市原市荻作字荻の台1311-64

⑱ 発明者 田中智夫

⑲ 出願人 川崎製鉄株式会社

千葉市こてはし台2丁目2-12

神戸市葺合区北本町通1丁目1

⑳ 発明者 橋本修

番28号

㉑ 代理 人 弁理士 杉村暁秀 外1名

明細書

1. 発明の名称 深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法

$$\frac{\% \text{可溶Nb}}{\% \text{全N}} > (\% \text{全N}) < 1.2$$

2. 特許請求の範囲

(a) 卷取温度 400 ℃未満の場合

1. C 0.010 %以下, Si 0.20 %以下, Mn 1.0 %以下, Al 0.010 ~ 0.050 %, P 0.10 %以下, N 0.010 %以下, Nb を下記 (1), (a) の条件の何れかにより規定される範囲内で含有し、必要に応じて Ni, Cr, Cu, Mo のなかから選ばれる何れか 1種または 2種以上を 2種以上の場合は合計で 0.1 %以下, Ca 0.05 %以下, 稽土類元素 0.1 %以下, B 0.010 %以下を含有し、機械実質的に Fe よりなる低炭素冷延鋼板を 700 ℃以下の温度で再結晶せしめた後、下記 (a), (b) に示す冷却条件の何れかにより冷却することを特徴とする深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法。
- (1) 卷取温度 400 ℃以上の場合

$$0.3 \leq \% \text{Nb} / 7.75 (\% \text{C}) + 6.65 (0.93 - 0.073$$

$$\frac{\% \text{可溶Nb}}{\% \text{全N}} > (\% \text{全N}) < 1.2$$

(b) 400 ℃までを 50 ℃/秒以下の冷却速度で冷却する。

(c) 400 ℃までを 50 ℃/秒より速い冷却速度で冷却した後、400 ~ 200 ℃の間を 100 ℃以下での冷却速度で冷却する。

3. 明細の詳細な説明

本発明は、深絞り用高張力冷延鋼板の製造方法に関するものである。

近年省エネルギーの観点から自動車の軽量化が進められており、そのため強度の高い自動車用鋼板の製造技術が研究されている。このような自動車用鋼板は一般にプレス加工されるので強度ばかりでなくプレス成形性にも優れていなければ

0.3 \leq \% \text{Nb} / 7.75 (\% \text{C}) + 6.65 (0.33 - 0.023

ならない。このような目的に供する鋼板として近年フェライト相とマルテンサイト相のより相組成からなり、低降伏比で高強力を有し、かつ延時効性のためプレス成形性に優れたいわゆる2相組成鋼が開発を図っている。しかしながらこの2相組成鋼はその独特の組織となすため相当の合金元素の添加を必要とするか、あるいは冷却速度を非常に速くすることが必要であるが、このため製造コストが高騰したり、あるいは[111]方位のフェライト粒を十分に発達させることができず、「値が低くなる」という欠点があつた。

前記2相組成の高強力鋼板以外にPやNを添加して高強力化する方法、あるいはリムド鋼に対してオーブン焼純を施して過度に脱炭脱窒処理を行ない、プレス加工後焼付電気時における延時効化現象を利用して高強度化を図る方法なども考えられるが、これらの方針は何れもプレス成形性、深絞り性、生産性を全面的に満足させることのできる方法ではなかつた。

本発明は、前記従来方法の有する欠点を除去、

特開昭55-141526(2)
改善した深絞り用高強力冷延鋼板の製造方法を提供することを目的とするものであり、

C 0.010%以下、Si 0.20%以下、Mn 1.0%以下、Al 0.010~0.050%、P 0.10%以下、N 0.010%以下Nbを下記(A)、(B)の条件の何れかにより規定される範囲内で含有し、必要に応じてNi、Cr、Cu、Moのなかから選ばれる何れか1種または2種以上を2種以上の場合は合計量で0.1%以下、Ca 0.05%以下、希土類元素0.1%以下、B 0.010%以下を含有し、成形実質的ICFeよりなる低炭素冷延鋼板を700℃以下の温度で再結晶せしめた後、下記(A)に示す冷却条件の何れかにより冷却することを特徴とする深絞り用冷延鋼板の製造方法によつて、前記目的を達成することができる。

(A) 傷取温度600℃以上の場合

$$0.3 \leq \%Nb / 7.75 (\%C) + 6.65 (0.93 - 0.075 \frac{\%可溶Al}{\%Nb}) \\ (\%Nb) < 1.2$$

(B) 傷取温度600℃未満の場合

厚に熱間圧延後高温焼取(670℃で傷取る)と低温焼取(550℃で傷取る)とを行なつた。

$$0.3 \leq \%Nb / 7.75 (\%C) + 6.65 (0.93 - 0.075 \frac{\%可溶Al}{\%Nb}) \\ (\%Nb) < 1.2$$

(A) 600℃までを30℃/秒以下での冷却速度で傷取する。

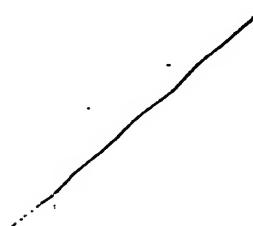
(B) 400℃までを30℃/秒より速い冷却速度で冷却した後、400~200℃の間を10℃/秒以下での冷却速度で傷取する。

次に本発明を詳細に説明する。

本発明者等は生産性の良い連続焼純法による深絞り用高強力冷延鋼板の製造技術について研究し、上記冷却速度と材質との相関性を知見し、C、N、Alの含有量に応じてNbを連続焼純後時効性に支障のない範囲内で鋼板中に固溶C、Nが残留する程度に添加し、これによりプレス加工・焼付電気時における延時効化現象を利用して、さらに高強度化を図ることができるることを発見して、本発明を完成した。

次に本発明を実験データについて説明する。

第1表に示す成分組成を有する鋼塊をJIS板



第 1 表

鋼	化 学 组 成 (wt%)								$\frac{Nb}{C+N}$ (原子比)	Z	$\frac{\text{熱処理}}{N}$		
	C	Si	Mn	P	S	Nb/Al	N	O					
N1	0.005	0.011	0.15	0.007	0.007	0.030	0.0047	0.0040	0.022	0.52	0.52	0.41	6.4
N2	0.008	0.009	0.15	0.007	0.010	0.021	0.0048	0.0040	0.021	0.53	0.44	0.38	6.4
N3	0.010	0.011	0.15	0.008	0.011	0.028	0.0051	0.0038	0.020	0.56	0.49	0.39	5.5
N4	0.014	0.010	0.14	0.008	0.010	0.027	0.0058	0.0056	0.043	0.29	0.58	0.55	4.7
N5	0.005	0.010	0.15	0.007	0.007	0.022	0.0042	0.0031	0.030	0.59	1.11	0.78	5.2
N6	0.005	0.010	0.15	0.008	0.010	0.025	0.0043	0.0037	0.049	0.73	1.16	0.92	5.8
N7	0.005	0.011	0.15	0.008	0.011	0.024	0.0053	0.0043	0.049	0.71	1.04	0.84	5.5
N8	0.010	0.010	0.15	0.007	0.010	0.029	0.0049	0.0043	0.078	0.70	0.96	0.76	5.9
N9	0.013	0.012	0.15	0.008	0.008	0.028	0.0041	0.0041	0.100	0.71	0.94	0.80	4.6
N10	0.005	0.010	0.15	0.007	0.009	0.027	0.0042	0.0032	0.008	0.12	0.19	0.15	6.4
N11	0.006	0.011	0.15	0.008	0.007	0.022	0.0050	0.0048	0.061	0.5	0.56	0.21	4.1
N12	0.011	0.011	0.14	0.007	0.006	0.025	0.0059	0.0042	0.150	1.20	1.66	1.29	5.1
NA1	0.004	0.010	0.15	0.008	0.006	0.012	0.0045	0.0038	0.052	0.48	1.00	0.69	2.7
NA2	0.005	0.010	0.15	0.008	0.005	0.056	0.0051	0.0034	0.051	0.70	1.52	1.18	11.0
NA3	0.007	0.010	0.15	0.007	0.006	0.028	0.0072	0.0039	0.075	0.65	1.14	0.77	5.0
NA4	0.006	0.012	0.15	0.007	0.010	0.055	0.0090	0.0045	0.074	0.70	1.37	0.98	4.11
NP1	0.015	0.010	0.15	0.047	0.009	0.022	0.0042	0.0041	0.045	0.45	1.01	0.79	5.2
NP2	0.007	0.009	0.15	0.105	0.010	0.021	0.0058	0.0043	0.059	0.66	0.99	0.77	4.0
NP3	0.007	0.011	0.15	0.143	0.008	0.025	0.0048	0.0049	0.062	0.72	1.05	0.83	4.7
C1	0.005	0.010	0.14	0.007	0.006	0.024	0.0040	0.0031	—	—	—	—	6.0
C2	0.011	0.010	0.15	0.011	0.008	0.025	0.0052	0.0039	—	—	—	—	4.6

[7]

次に 0.7 %まで冷間圧延した。第 1 図は連続焼純ラインのヒートサイクルを示す模式図であるが、焼純条件を特徴づける因子として焼純温度 (T_A)、 T_A ～ 40 °C の平均冷却速度 (v_1)、 v_1 および 40 °C から 20 °C までの平均冷却速度 (v_2)、 v_2 および 20 °C から 0 °C までの平均冷却速度 (v_3) および v_3 の各因子を用いて実験を行なつた。

この焼純の材質および焼付硬化性について以下に述べる。

まず Nb 含量は鋼中の C、N 合成量と密接な関係があるので、組成を $\text{Nb}(\text{wt}\%) / (7.75 \text{C}(\text{wt}\%) + 4.68 \text{N}(\text{wt}\%))$ で整理する。この値は第 1 表の $\text{Nb}/\text{C}+\text{N}$ (原子比) と等価である。この値が約 0.7 の鋼を $T_A = 550$ °C、 $t_A = 40$ sec、 $v_1 = 6.15$ °C/sec、 $v_2 = 30$ °C/sec の条件で焼純後の材質と C 含量との関係を第 2 図に示す。C > 0.010 %以下の鋼では焼付応力 (YP) が低く、延伸率 (E)、 σ_y 値、 δ 値の高い材質のものが得られるが、C > 0.010 %の鋼では YP が高くなり、E と、 σ_y 値、 δ 値の低下も著しく

なる。また時効指数 (AI)、7.5 %引張破断時の変形応力とそれを 100 °C、30 min の時効処理を行なつたときの降伏応力との比) は 0.5 ～ 0.60 %の範囲では σ_y / σ_{y0}^2 以下であり、鋼板が通常の条件下で使用される限り耐時効性において問題はない。なお高屈曲取材では低屈曲取材に比較して、YP が低く、E と σ_y が大きく軟質化の傾向が明瞭であり、AI も減少する傾向にある。

第 3 図は鋼板に予亜を与えた後、さらに歪を与えたときの歪と応力との関係を示す模式図であり、YP は予亜を与えた時の降伏応力。 σ_y は予亜を与えた後焼付軟質処理した後歪を与えた時の降伏応力。 TS' は焼付強さ。 $\Delta\sigma_y$ は σ_y' と YP との差。 $\Delta\sigma_w$ は加工硬化による上昇部分。 $\Delta\sigma_A$ は鋼板に時効による降伏応力の増分である。

$\text{Nb}(\text{wt}\%) / (7.75 \text{C}(\text{wt}\%) + 4.68 \text{N}(\text{wt}\%)) = 0.7$ の鋼を $T_A = 550$ °C、 $t_A = 40$ sec、 $v_1 = 6$ °C/sec、 $v_2 = 20$ °C/sec で焼純後、1 %および 5 %の引張予亜を付加し焼付軟質相当処理 (170 °C、20 min) を施したときの材料の TS' 、 σ_y' 、 $\Delta\sigma_y$ 、

ΔA 、 $\Delta \sigma_y$ と C 量との関係を第 3 図に示す。同図より TS' は予亜に關係なく $1 \sim 10 \text{ kg/cm}^2$ 程度上昇することが判る。また処理後の降伏応力 σ_y' は、 $\Delta \sigma_y$ と C 量との關係から判るように処理前の YP に比較して 1% 予亜で約 10 kg/cm^2 、 5% 予亜で $15 \sim 16 \text{ kg/cm}^2$ 位上昇する。この上昇量は C 量とはほぼ無關係であるが、C 0.010% 以上の鋼では $\Delta \sigma_y$ の低下にともない加工硬化による上昇部分 ($\Delta \sigma_w$) が減少する結果処理後の降伏応力の上昇量は若干減少する傾向にある。純粹に時効による降伏応力の増分 ($\Delta \sigma_A$) は $4 \sim 8 \text{ kg/cm}^2$ で、低速巻取材の方が大きい傾向にある。これは低速巻取材の AI が高速巻取材のものよりも高いことから予想されることである。第 3 図の結果とも併せ考えると高速巻取材を用いれば YP の低下、E と、 τ の向上等表面成形性には有利となる。しかし低速巻取材のものよりも固溶 C、N 量が減少するため、時効による降伏点の上昇度は小さくなる。

第 3 図、第 4 図(4)から、 $Nb(\%) / (7.73 C(\%) + 6.65 N(\%)) = 0.7$ の極低炭アルミカルド鋼を用いれば

特開昭55-141526(4)
ば、通常焼純法により深絞り成形性および耐時効性に優れた材質が得られ、かつ予亜付加後焼付強度範囲を施すと引張強さが $1 \sim 10 \text{ kg/cm}^2$ 程度上昇し、降伏点は $15 \sim 40 \text{ kg/cm}^2$ 程度となることが判つた。ただしこの場合延性および耐時効性の観点から C 量が 0.010% 以下であることが要求される。

ところで $Nb(wt\%) / (7.73 C(wt\%) + 6.65 N(wt\%)) < 0.7$ の鋼を用いるならば Nb 脱酸化物の量が減少するので C $> 0.010\%$ の鋼でも軟質な钢板が得られる可能性がある。そこで $Nb(\%) / (7.73 C(\%) + 6.65 N(\%)) = 0.8$ の鋼を $T_A = 820^\circ\text{C}$ 、 $t_A = 40 \text{ sec}$ 、 $v_1 = 6 \text{ m/sec}$ 、 $v_2 = 20 \text{ m/sec}$ で焼純したときの材質と C 量の關係を第 5 図に示す。第 5 図における同一 C 量の鋼と比較すると YP は $2 \sim 3 \text{ kg/cm}^2$ 低下し、E と τ は 5% 程度上昇する。しかし Nb 量の減少は固溶 C、N 量を増大させるところになり AI は逆に上昇し 8 kg/cm^2 以上となる。したがつて C $> 0.010\%$ の鋼では、Nb 添加量を少量にすることにより E と τ の延性の向上は認め

ても耐時効性が劣化するので本発明の目標材質を得ることは困難である。

ところで C 量だけでなく N 量も钢板の材質および時効特性に直接的な影響力を持つ。しかしアルミニカルド鋼では C とは異なり故意に添加しない吸り $40 \sim 50 \text{ ppm}$ 程度の範囲内にある。したがつて C $\leq 0.010\%$ の極低炭アルミニカルド鋼にある特定範囲で Nb を添加した鋼を通常焼純すれば深絞り成形性、耐時効性および焼付強度変化性に優れた材質のものが得られる可能性がある。そこで次に C $\leq 0.010\%$ の極低炭アルミニカルド鋼に添加すべき Nb 量の適正範囲を検討する。

Nb 量の適正添加範囲を検討する上で、

$Nb(\%) / (7.73 \times 固溶 C(\%) + 6.65 \times 固溶 N(\%)) = \dots \quad (1)$

を 1 つのパラメーターとすることは合理的なことと考えられる。通常時効処理を施さない通常焼純ラインでは再結晶焼純後の冷却までの冷却速度が遅いので、C は P_{CO_2} (あるいはこれに準ずる脱酸化物) として析出できない。したがつて (1) 式の固溶 C (%) とは全 C 量を意味する。一方 N は鋼中

の Al との親和力が比較的弱い。このため N の一部は熱延条件によってそのままで残存はあるものの熟延板の状態で AlN として存在し、その後の焼純時にほとんど溶解しないで AlN として残存し、また熟延板で固溶状態にあつた N の一部も時間延伸後の再結晶焼純中に AlN として析出しうる。以後焼純 AlN として存在する N 量を N_A 、全 N 含有量を N^T と略記する。以上から (1) 式は次式のようになる。

$$Nb(wt\%) / (7.73 C(wt\%) + 6.65 (N^T(wt\%) - N_A(wt\%))) = \dots \quad (2)$$

N_A 量は熱延条件に大きく左右される。高速巻取材では AlN の析出速度の早い温度域に長く滞留するため熟延板の状態で N の多くはすでに AlN として存在する。また AlN の析出量は、同一熟延条件であつても鋼中の Al の量にも影響をうける。そこで C $\leq 0.006\%$ で $Nb(wt\%) / (7.73 C(wt\%) + 6.65 N^T(wt\%)) = 0.7$ の鋼を $T_A = 720, 800, 850^\circ\text{C}$ 、 $t_A = 40 \text{ sec}$ 、 $v_1 = 6 \text{ m/sec}$ 、 $v_2 = 20 \text{ m/sec}$ で焼純したときの N_A/N^T と $102Al/N^T$ (いずれ

も直線比)の関係を第3図に示す。高品質取材では $\frac{NbAL}{NT} \geq 2$ ($NbAL$ は可溶 AL を意味する)であれば NT の 2 倍以上が AlN として固定されている。一方低品質取材において NT の 2 倍以上が AlN となるためには $\frac{NbAL}{NT} \geq 1$ となることが必要条件である。第3図の高品質取材および低品質取材のそれぞれの結果に注目すると、 $2 \leq \frac{NbAL}{NT} \leq 11$ の範囲に限定すれば、焼純強度にはほぼ無関係に Na/NT と $\frac{NbAL}{NT}$ とは比例関係にある。この関係を一次関数と仮定し最小自乗法で相関係数を決定した。その結果 Na/NT と $\frac{NbAL}{NT}$ との関係は高品質取材では(3)式、低品質取材では(4)式で表わせる。

$$\frac{Na}{NT} = 0.028 \left(\frac{NbAL}{NT} \right) + 0.75 \quad \dots \dots \dots (3)$$

$$\frac{Na}{NT} = 0.073 \left(\frac{NbAL}{NT} \right) + 0.07 \quad \dots \dots \dots (4)$$

(3), (4)式は本発明のために用いた組成範囲の範囲を、代表的な焼純条件で処理したときの分析結果を基礎としたものである。したがつて Nb の適

正添加範囲決定のためのパラメーターである。(2)式は高品質取材では(5)式、低品質取材では(6)式のようになり、以後この形をとおく。

$$Z = Nb(w\%) / \{ 7.75C(w\%) + 6.65(0.25 - 0.023 \frac{NbAL}{NT}) NT(w\%) \} \quad \dots \dots \dots (5)$$

$$Z = Nb(w\%) / \{ 7.75C(w\%) + 6.65(0.73 - 0.073 \frac{NbAL}{NT}) NT(w\%) \} \quad \dots \dots \dots (6)$$

$C = 0.005\%$ および 0.010% の鋼を $T_A = 850^\circ C$, $t_A = 60\ sec$, $v_1 = 6^\circ C/sec$, $v_2 = 20^\circ C/sec$ で焼純したときの材質および焼付硬化性 (e_y' , s% 予量) を(2)式をパラメーターとして考慮したのが第6図である。AI は C 量、熱延条件には殆んど無関係に Z の増加とともに単調に減少する。Z < 0.2 では AI > $40/m^2$ となり耐候効性に問題が生じる。一方 Z > 1.2 では AI < $40/m^2$ となるので、 e_y' の結果からも判るように固溶 C, N が減少しきりでプレス後の焼付硬化量が減少となる。

YP, EL に関しては $Z \leq 1.2$ であればプレス成形性に問題はない。以上の結果 C $\leq 0.010\%$ の低品質アルミニウム鋼に Nb を次式で示される範囲内で添加した

$$0.3 \leq Z \leq 1.2 \quad \dots \dots \dots (7)$$

鋼を連続焼純することにより柔軟り成形性、耐候効性、焼付塗装硬化性のすべてに優れた高張力帯延鋼が得られる。

次に連続焼純における焼純強度が材質におよぼす影響について検討する。NT 鋼 ($C = 0.005\%$, $Nb = 0.047\%$) を $T_A = 850^\circ C$, $v_1 = 6^\circ C/sec$, $v_2 = 20^\circ C/sec$ で焼純したときの材質と焼純強度の関係を第7図に示す。 $900^\circ C$ までは焼純強度が高くなるほど EL は増加し YP は低下する。AI も $900^\circ C$ までは $40/m^2$ 以下である。 $900^\circ C$ 以上になると Nb(C, N) あるいは AlN が溶解しへじめるので AI は急上昇する。同時に EL, YP も劣化する。したがつて連続焼純ラインにおける焼純強度は再結晶温度以上 $900^\circ C$ 以下であることが要求

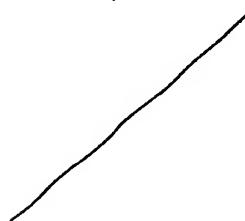
される。

次に冷却速度、 v_1 , v_2 が材質におよぼす影響について検討する。NT 鋼を用いて冷却速度と材質との関係を第8図に示す。 $v_2 = 20^\circ C/sec$ で $v_1 > 50^\circ C/sec$ では AI > $40/m^2$ となり EL, YP の劣化が顕著となる。これは T_A からの冷却速度が小さい方が、熱延板の状態で存在していた Nb (C, N) あるいは AlN 等の析出物を核として C, N の析出が進行しやすいものと考えられる。しかし $v_2 = 5^\circ C/sec$ のときは $v_1 > 50^\circ C/sec$ でも目標材質が得られる。

最後に P 添加による TS 向上の効果について述べる。N6, NP1, NP2, NPS 鋼を $T_A = 850^\circ C$, $t_A = 60\ sec$, $v_1 = 6^\circ C/sec$, $v_2 = 20^\circ C/sec$ で焼純したときの材質と P 添加量の関係を第9図に示す。高品質取材で P = 0.005% の鋼では TS = $33.5\ kg/in^2$ であるが、P = 0.047% の鋼では TS が $50\ kg/in^2$ 程度上昇する。しかし EL は 2~3% 減少し、YP は $20\ kg/in^2$ 程度上昇する。P を 0.10% 以下添加することとは、YP, EL の劣化が比較的

少なくて TS を向上させることができるので、高張力鋼板として利用価値が高い。

以上の結果から総合的に判断した最適条件下で、連続焼純ラインにより実験に製造した冷延鋼板の材質ならびに焼付硬化性を第 2 表に示す。



18

第 2 表

鋼 (C)	化 学 组 成 (wt%)						Nb	Z (C + N ² 原子比)	冷却速度 (°C/sec)	性 能							y/(%)	注
	C	Si	Mn	P	N ²	Nb				V ₁	V ₂	Y ₁ kg/sec	Y ₂ kg/sec	TS	RE	AI	s	r
A 526 0.006 0.012 0.15 0.008 0.024 0.0043 0.032 0.42 0.55 6 15 22 34 44 2.6 0.29 1.4 11.5 24.1 35 42 免明例																		
B 658 0.007 0.010 0.15 0.009 0.026 0.0046 0.034 0.40 0.58 / / 20 34 47 2.0 0.31 1.6 12.5 25.5 31 37 *																		
C 555 0.007 0.010 0.14 0.009 0.024 0.0045 0.041 0.72 0.80 / / 23 37 48 1.8 0.27 1.4 11.0 24.0 34 40 *																		
D 660 0.006 0.009 0.15 0.008 0.027 0.0047 0.053 0.68 1.05 / / 21 35 45 1.5 0.28 1.4 11.7 25.8 31 35 *																		
E 532 0.007 0.010 0.14 0.007 0.025 0.0051 0.059 0.67 0.80 57 5 25 34 44 1.9 0.26 1.4 11.2 24.2 35 38 *																		
F 465 0.007 0.012 0.15 0.008 0.027 0.0042 — — 6 15 19 31 48 5.6 0.32 1.6 12.7 25.5 50 35 比較例																		
G 520 0.007 0.010 0.15 0.041 0.025 0.0040 0.047 0.58 0.70 / / 25 42 38 2.0 0.24 1.5 10.6 24.8 34 43 免明例																		
H 532 0.006 0.010 0.48 0.009 0.024 0.0045 0.047 0.61 0.76 / / 23 36 44 2.2 0.27 1.4 11.8 24.1 34 38 *																		
I 520 0.006 0.012 0.16 0.008 0.027 0.0043 0.047 0.42 0.78 / / 24 38 54 2.4 0.25 1.1 10.2 26.0 34 36 *																		
J 526 0.007 0.102 0.15 0.007 0.022 0.0059 0.045 0.56 0.66 / / 23 35 43 2.0 0.26 1.4 11.2 26.5 34 36 比較例																		
K 510 0.007 0.205 0.15 0.009 0.029 0.0048 0.058 0.67 0.83 / / 25 57 40 2.2 0.26 1.5 10.9 26.9 34 37 *																		
L 515 0.006 0.240 0.16 0.010 0.026 0.0050 0.050 0.63 0.77 / / 27 37 57 2.0 0.25 1.1 10.5 27.8 35 39 比較例																		

注 1) $Z = Nb(\%) / (7.75 C(\%) + 6.65 (N²(%) - N^A(%))$

注 2) "y" : / % あるいは / kg の引張子歪係数 / 20°C , 20 min の時効強度を算したときの降伏応力

但し第2表の鋼板A～IはSS30で40秒の焼成後0.7%スキンペースし、板厚0.7mmとした鋼板である。

本発明によれば、対象とする鋼の成分組成として、C量はNb添加量とは無関係に0.01%以下でなければ十分な延性と耐時効性を確保できない。またNb添加の歩留りを高めるためにAl, Siによる脱酸は不可欠であり、Alは鋼中のNと結合し耐時効性、焼成り性を向上させる効果を持つていてAL \geq 0.010%にすることが必須である。しかしながらAlを過剰に含有すると介在物の問題あるいは結晶粒が小さくなりすぎる等の問題があるためAL \leq 0.050%にすることも必要がある。

Siを含有することは好ましいが、0.20%より多いと第2表の実験例に示したように亜角めつき性を損うので、Siは0.20%以下にする必要がある。

Mnは1.0%より多いと第2表の実験例に示したように延性的劣化および亜角めつき性が最くなるので、Mnは1.0%以下にする必要がある。

20

特開昭55-141526(7)
Pは0.10%より多いと延性が劣化するので、Pは0.10%以下にする必要がある。

Nは時効特性に大きな影響力を有する元素であるが、アルミニウム鋼では故意にNを添加しない限り、40～80ppmの範囲で含有するに過ぎない。またC原子とN原子の両中における運動の相似性からN量もC量と同程度の範囲内であれば問題はないと考えられる。Nは0.010%より多いと時効性が大となるので、Nは0.010%以下にする必要がある。

Coならびに希土類元素は鋼中の介在物を抑制するため、Bは結晶粒の粒度を調整するため用いられる元素である。Co, 希土類元素はそれぞれ0.05%, 0.1%より多く含有されると鋼板の延性が劣化すると共にコストが上昇するので、Co, 希土類元素はそれぞれ0.05%, 0.1%以下にすること有利である。Bは0.01%より多く含有されるとBの効果が強度調整能が飽和するばかりではなく、逆に滑溜度が悪化するので、Bは0.01%以下にすることが有利である。

21

優れた高張力冷延鋼板を製造することができる。
● 図面の簡単な説明

第1図は連続焼純ラインのヒートサイクルを示す説明図、第2図は鋼板のC量と機械的性質との関係を示す図、第3図はCと応力との関係を示す模式図、第4図と第5図はそれぞれ鋼板のC量と機械的性質との関係を示す模式図、第6図は鋼板の $[\text{Nb}]/[\text{N}]$ と $[\text{Al}]/[\text{N}]$ との関係を示す図、第7図は鋼板の $\text{Nb}/(\text{C}+\text{N}-\text{N}_\text{A})$ すなわちZと機械的性質との関係を示す図、第8図は鋼板の焼純温度 T_A と機械的性質との関係を示す図、第9図は鋼板の焼純後の冷却速度 V と機械的性質との関係を示す図、第10図は鋼板のP量と機械的性質との関係を示す図である。

Ni, Cu, Cr, Mnは耐食性ならびに材質を改善することができる元素であるが、これらのうちから選ばれる何れか1種または2種以上が2種以上の場合は合計量で0.1%より多く含有されると再結晶集合組織が生ずるので0.1%以下にする必要がある。

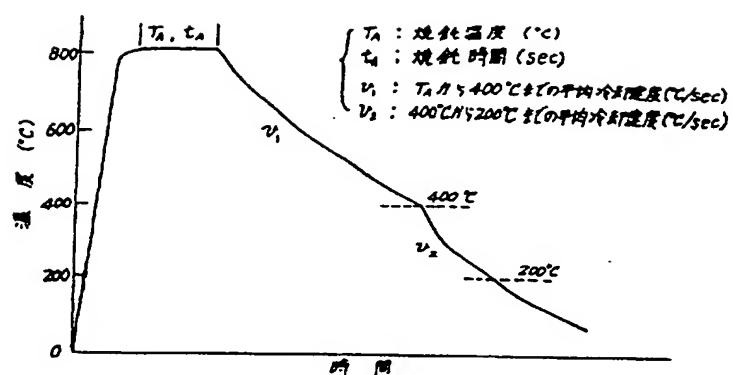
本発明によれば以上に述べた組成の鋼を熱間圧延後高溫巻取(巻取温度が400℃以上)あるいは低温巻取(巻取温度が400℃以下)する。焼成、熱間圧延後引抜き焼純焼純ラインで再結晶温度以上900℃以下の温度範囲で焼純する。その後400℃まで50℃/sec以下の平均冷却速度で冷却し400℃から200℃まで任意の冷却速度で冷却するか、あるいは焼純温度から400℃まで50℃/sec以上の平均冷却速度で冷却する場合は400℃から200℃まで10℃/sec以下の平均冷却速度で冷却する。

本発明によれば、上述の如くNb添加低炭アルミニウム鋼を連続焼純することにより、焼成り性、耐時効性ならびに焼付後強化性の3特性に

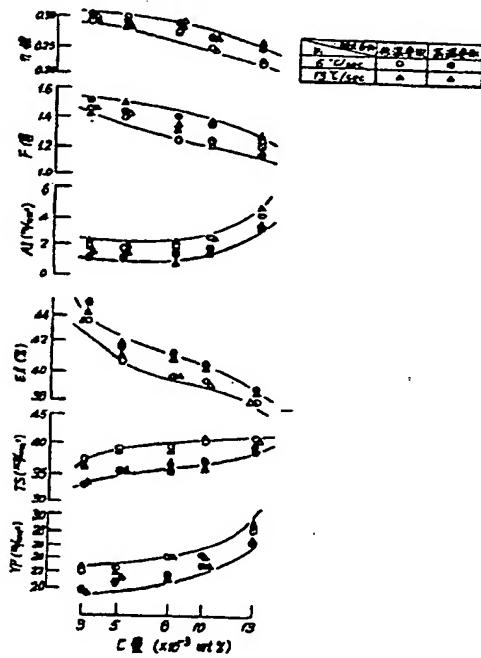
22

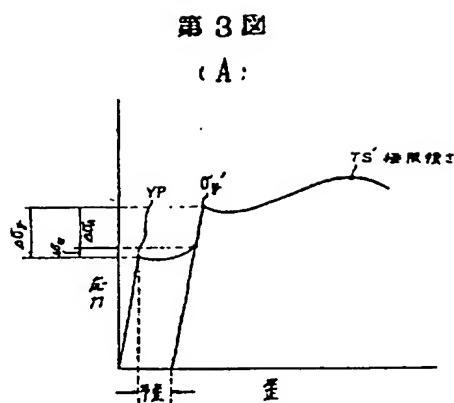
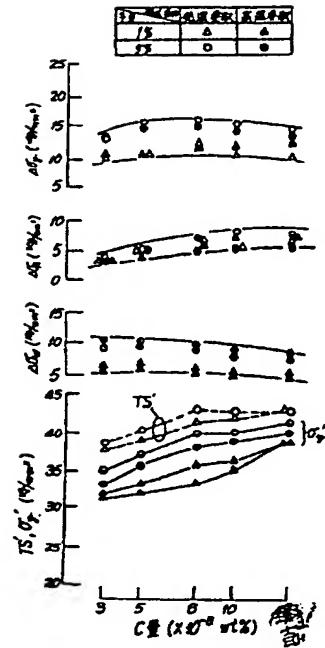
23

第1図

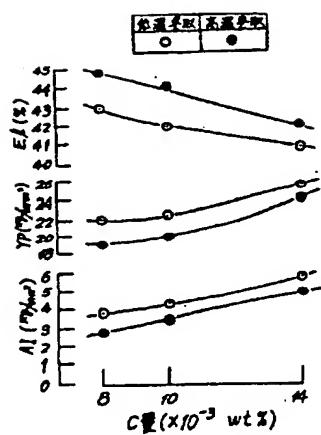


第2図

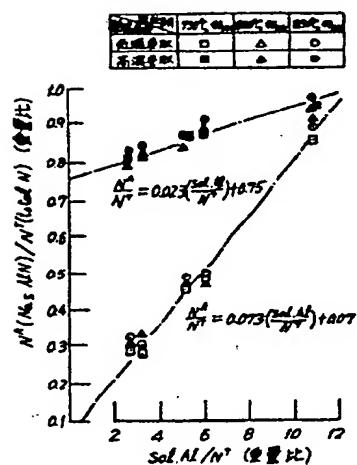


第3図
(A)第3図
(B)

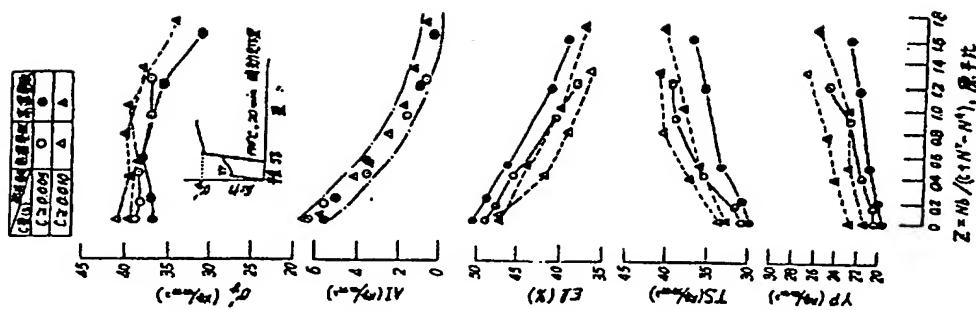
第4図



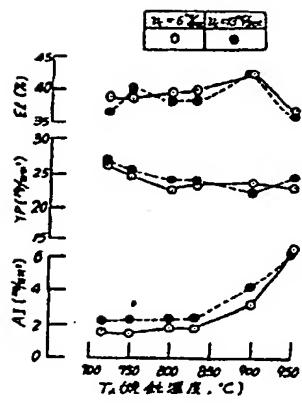
第5図



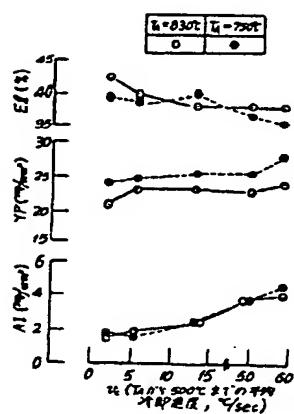
第6図



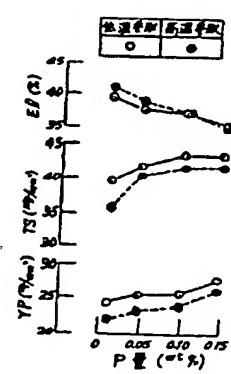
第7図



第8図



第9図



特開昭55-14152601

手 続 検 正 告(方式)

昭和 年 月 日

特許庁 共 川 鋼 鋼 殿

1. 事件の表示

昭和 年 特許第 55 74 号

2. 発明の名称

鋼板用高張力冷延鋼板の製造方法

3. 検正をする者

本件との関係 特許出願人

(188) 川崎製鉄株式会社

4. 代理人 〒100 東京都千代田区霞が関3丁目2番4号
電 通山ビルディング7階
電話 (58) 22416 (代表)

(6925) 弁理士 杉村 晓 秀 計外 1名

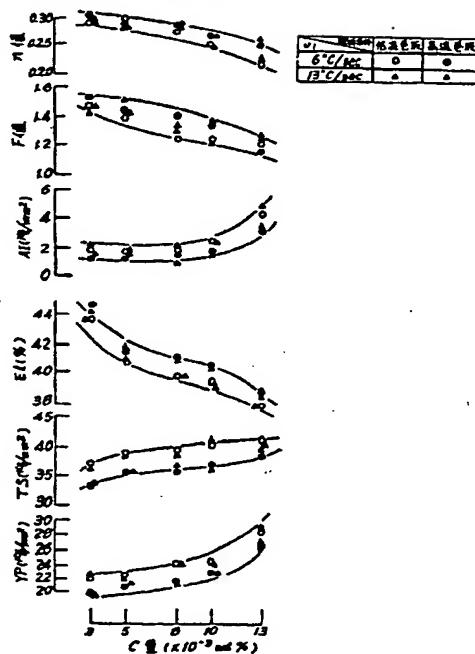
5. 検正命令の日付

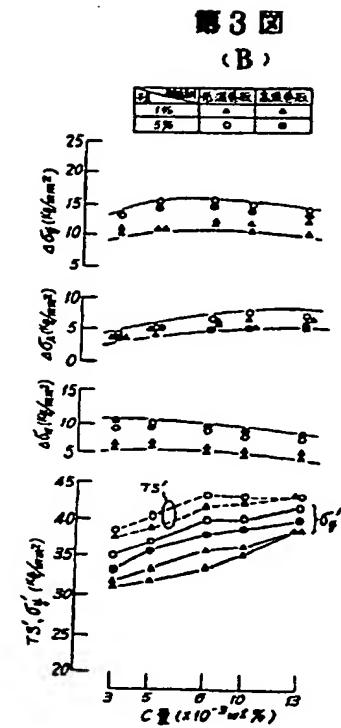
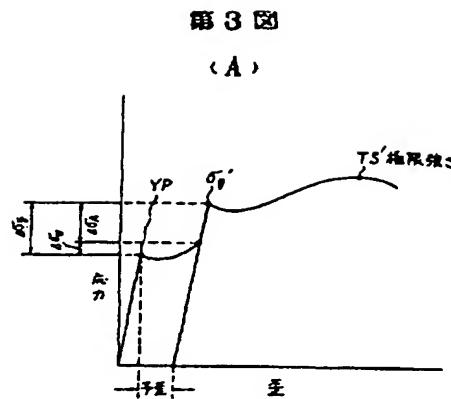
昭和 年 月 日

6. 検正の対象 図面

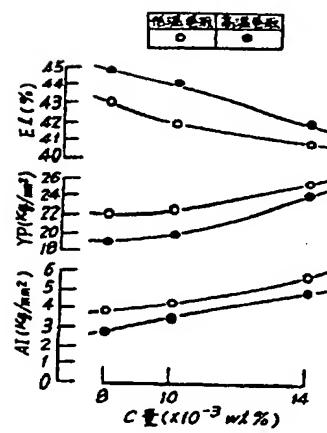
7. 検正の内容 (明細の通り)
明細の通り提出します

第2図

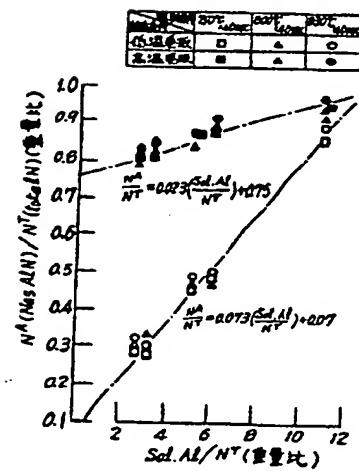




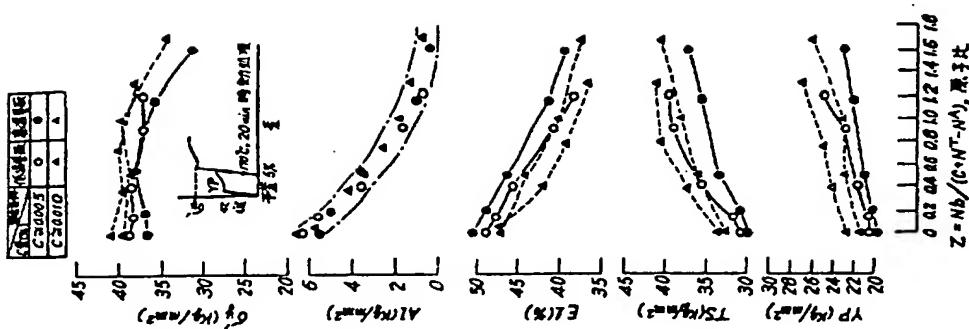
第4図



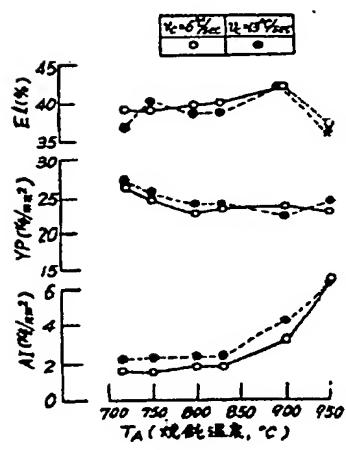
第5図



第6図



第7図



第8図

